

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-107315

(43)Date of publication of application : 24.04.1998

(51)Int.Cl.

H01L 33/00

(21)Application number : 08-261044

(71)Applicant : SHOWA DENKO KK

(22)Date of filing : 01.10.1996

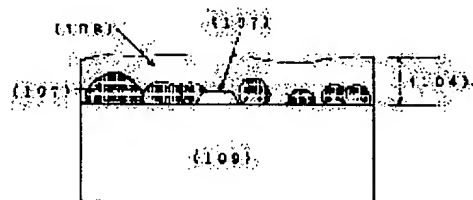
(72)Inventor : UDAGAWA TAKASHI

(54) COMPOUND SEMICONDUCTOR ELEMENT

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To stably provide an element having superior characteristics by providing a double layer active layer, composed of a crystal composed of group III nitride compound semiconductor containing indium and a base layer 2 composed of group III nitride compound semiconductor material, having electron affinity lower than the crystal.

SOLUTION: A crystal 107 is formed of gallium nitride indium. Immediately after the gallium nitride indium crystal 107 has been formed, a flow of indium source associated gas is reduced, a gallium nitride base layer 108 doped with indium, silicon and zinc is formed, and an active layer 104 is formed of the crystal 107 and the base layer 108. Thus, an element having superior characteristics is obtained by using the active layer composed of a plurality of phases with separated crystal and base layer, without using group III compound semiconductor layer which is composed of a uniform single layer, wherein the indium concentration incapable of stable formation is uniform with uniform donor and acceptor impurities.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 22.01.1999

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3090063

[Date of registration] 21.07.2000

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平 10 - 107315

(43) 公開日 平成10年(1998)4月24日

(51) Int. Cl.⁶
H01L 33/00

識別記号

F I
H01L 33/00 C

審査請求 未請求 請求項の数 6

OL

(全 18 頁)

(21) 出願番号 特願平8-261044

(22) 出願日 平成8年(1996)10月1日

(71) 出願人 000002004

昭和電工株式会社

東京都港区芝大門1丁目13番9号

(72) 発明者 宇田川 隆

埼玉県秩父市大字下影森1505番地 昭和電
工株式会社秩父研究所内

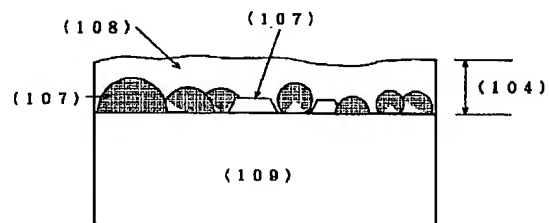
(74) 代理人 弁理士 矢口 平

(54) 【発明の名称】 化合物半導体素子

(57) 【要約】

【課題】 形成が容易で優れた素子特性を安定して与えるの活性層を提供する。

【解決手段】 成膜が容易な低インジウム組成比のIII族窒化物化合物半導体からなる微小結晶体と、結晶体構成材料よりも電子親和力をより小とするIII族窒化物化合物半導体からなる母層体の2相から活性層を形成する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 インジウムを含有してなるIII族窒化物化合物半導体を活性層として具備してなる化合物半導体素子にあって、インジウムを含有するIII族窒化物化合物半導体からなる結晶体と、該結晶体よりも電子親和力を小とするIII族窒化物化合物半導体材料から構成された母体層との2相からなる活性層を備えた化合物半導体素子。

【請求項2】 母体層は結晶体よりも電子濃度を大とすることを特徴とする請求項1記載の化合物半導体素子。

【請求項3】 母体層は結晶体よりも高濃度にアクセプター不純物を含むことを特徴とする請求項1乃至2記載の化合物半導体素子。

【請求項4】 母体層にインジウムを存在させてなることを特徴とする請求項1乃至3記載の化合物半導体素子。

【請求項5】 母体層を窒化アルミニウム・ガリウム ($Al_x Ga_{1-x} N$: $0 \leq x \leq 1$) とし、結晶体をインジウム組成比が2% (0.02) 以上20%以下の窒化ガリウム・インジウム ($Ga_z In_{1-z} N$: $0 \leq z < 1$) とする請求項1乃至3記載の化合物半導体素子。

【請求項6】 母体層を結晶体よりも第II族元素を高濃度に含有したインジウム含有n形窒化アルミニウム・ガリウム ($Al_x Ga_{1-x} N$: $0 \leq x \leq 1$) とし、結晶体をインジウム組成比を2% (0.02) 以上20%以下とする窒化ガリウム・インジウム ($Ga_z In_{1-z} N$: $0 \leq z < 1$) とする請求項1乃至4記載の化合物半導体素子。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 窒化物化合物半導体から構成される活性層を具備してなるIII族窒化物化合物半導体素子に係わり、特に、青色や緑色等の発光ダイオード (LED) 等の短波長発光素子用途の発光層の構成に関する。

【0002】

【従来の技術】 一般式 $Al_x Ga_y In_z N$ ($x+y+z=1$, $0 \leq x, y, z \leq 1$) で総括される窒化アルミニウム・ガリウム混晶系の III族窒化物化合物半導体は青色或いは緑色等の短波長LED用途の活性層 (発光層) として利用されるに至っている (ジャーナル オブ アプライド フィジクス (J. Appl. Phys.), 76 (12) (1994), 8189~8191頁参照)。これらの窒化物化合物半導体層は、また、電子親和力を相互に異にする半導体層のヘテロ (異種) 接合を利用する電界効果型トランジスタ (FET) の活性層 (電子走行層) としても利用されている (エレクトロニクス レターズ (Electron. Lett.), 31 (24) (1995), 2130~2131頁参照)。或いは窒素 (元素記号: N) に加え砒素

(元素記号: As) やリン (元素記号: P) 等の第V族元素を構成元素として含む砒化窒化ガリウム ($GaNAs$) 等の窒化ガリウム (GaN) 系 III族窒化物化合物半導体も短波長光を発するLED等の発光素子用途の活性層材料として開示されるに至っている (特開平4-192585号公報及び特開平4-236477号公報参照)。

【0003】 上記の一般式に於いて $x=0$ に該当する窒化ガリウム・インジウム混晶 ($Ga_y In_z N$: $y+z=1$, $z \neq 0$) は、青色光や純緑色光を発する発光層の構成材料として、特に注目されている (特公昭55-3834号公報参照)。最近では、発光波長を視感度 (目視感度) の高い約450ナノメートル (nm) とする青色や波長を約525nmとする緑色等の短波長LEDが実現されている (ジャパニーズ ジャーナル オブ アプライド フィジクス (Jpn. J. Appl. Phys.), Vol. 34, Part 2, No. 7A (1995), L797~L799頁参照)。図1はpn接合型DH構造からなる発光部を備えた従来の青色LEDの断面構造の開示例である (例えば、ジャーナル オブ バキュームサイエンス アンド テクノロジー A (J. Vac. Sci. Technol., A), 13 (3) (1995), 705~710頁参照)。他の開示例でも提示されている如く (例えば、マイクロエレクトロニクス ジャーナル (Microelectronics Journal), 25 (1994), 651~659頁参照)、青色LEDには珪素 (元素記号: Si) と亜鉛 (Zn) を共にドーピングしたn形の窒化ガリウム・インジウム混晶層 ($Ga_{0.94} In_{0.06} N$) が発光層 (104) として共通して利用されている (例えば、ジャーナル オブクリスタル グロース (J. Crystal Growth), 145 (1994), 911~914頁参照)。緑色LEDにあっても発光層には上記の青色LEDと同じくやはり窒化ガリウム・インジウム混晶層から構成されている。但し、その混晶層のインジウム組成比は0.45と極めて高くなっている (Jpn. J. Appl. Phys.), Vol. 34, Part 2, No. 10B (1995), L1332~L1335頁参照)。青色よりも長波長帯域の発光を得るためには、インジウム組成比をより大とする窒化ガリウム・インジウム混晶層を採用するのが従来からの通例であった。具体的には、青色帯から黄色帯へと発光波長を長波長化させるには、インジウム組成比を0.20から0.70へと増加させる必要があった (前出のJpn. J. Appl. Phys.), Vol. 34, Part 2, No. 7A (1995), L798頁本文左頁参照)。

【0004】 従来から発光層として利用されている窒化ガリウム・インジウム混晶に要求される構成要件を省みるに、先ず、インジウム組成比が均一であることが前提

条件となっていた。即ち、層内で3次元方向にインジウム濃度の片寄りがなく、インジウムが均一に分散した、均一なインジウム組成比の均質な混晶層であるのが理想とされてきた。また、窒化ガリウム・インジウム発光層の相構成の観点からしてもインジウム組成比を一定とする単独の相から成るのが発光強度を向上させる観点から必要とされて来た。

【0005】炭化珪素(SiC)系材料や窒化ガリウム(GaN)系材料等の、所謂ワイドギャップ(wide gap: 広禁止帯幅)から構成される発光層にあっては、発光層内のドナー及びアクセプター不純物の共存が発光強度の増大に寄与することが知られている(「電子情報通信学会技術研究報告」、Vol. 90、No. 297(1990)、1~6頁参照)。n形の炭化珪素層とp形の炭化珪素層との中間に、アルミニウム(Al)等のアクセプター不純物と窒素(N)等のドナー不純物を共にドーピングした炭化珪素発光層を配置して発光強度に優れる発光素子を得る例がこれに相当する。窒化ガリウム系に於いても、ドナー不純物の珪素(Si)とアクセプター不純物である亜鉛(Zn)の共存によりフォトルミネッセンス(略称: PL)強度の増大がもたらされることが既に、報告されている(Solid State Communications(Vol. 57(6)、(1986)、405~409頁参照)。発光層からのフォトルミネッセンス光の強度は発光素子の発光強度の一指標たるものであり、PL強度に優れる発光層は発光強度に優れる発光素子を得るに有利となる。このため現在では多くの公知例が開示する様に、窒化ガリウム・インジウム混晶等からなる発光層には、ドナー不純物とアクセプター不純物を共にドーピング等により共存させるのはもはや常套手段となっている(1)特開昭54-71590号、(2)特開平4-10665号、(3)特開平4-10666号、(4)特開平4-10667号、(5)特開平4-163968号、(6)特開平5-175124号、(7)特開平6-260680号、(8)特開平6-260681号、(9)特開平6-291367号、(10)特開平7-249796号、(11)特開平7-297447号公報、(12)特開平7-312445号、(13)特開平8-46240号の各号公報明細書参照)。

【0006】ドナー及びアクセプター不純物を共存させた窒化ガリウム或いは窒化ガリウム・インジウム混晶層からなる発光層にあって、ドナー不純物とアクセプター不純物の量的(濃度的)な均衡を規定した発明もなされている(例えば、上記の公知例にあって、②特開平4-10665号及び③特開平4-10666号公報参照)。これは発光強度の極大をもたらすための不純物濃度の規定であって、ドナー不純物を珪素(Si)とし、アクセプター不純物を亜鉛(Zn)とした場合の最適な両不純物の濃度比(記号式 $[Si]/[Zn]$ で表す)は1

100~1/200であるとされる。従来のドナー及びアクセプター不純物を共存させた窒化ガリウム・インジウム混晶発光層にあって、これらの不純物はインジウム組成比が均質な窒化ガリウム・インジウムからなる母体層内に濃度的に均一に散在しているものと想定されていた。即ち、発光強度の増大を意図した発光素子を得る従来技術の手段は、(1)構成元素の組成が均一な均質で、(2)濃度が均一となる様にドナー及びアクセプター不純物を添加(ドーピング)された窒化ガリウム・インジウム等のIII族窒化物化合物半導体層を発光層として利用することに集約される。敢えて追記すれば、発光強度の増大に好都合なドーピング濃度を規定する程度の不純物のドーピングにあって、当然のことながら実施すべき基本的な項目について規定がなされているに過ぎなかった。また、この様なドーピング濃度の調整はドーパントの供給量を調節すれば格別特殊な手段を要せずとも達成され得る範疇に属する技術であった。

【0007】発光層材料として従来より多用されている窒化ガリウム・インジウム混晶層は従来から有機金属熱分解気相成長法(一般に、MOCVD、MOVPEなどと略称される。)や分子線エビタキシャル成長法(MBE)等の気相成長法を利用して成長される。しかし、この様な気相成長方式により結晶性に優れる均質な窒化ガリウム・インジウム混晶層を成長する際には、層成長にとって基本的で且つ重要な成長因子の精密な制御が要求されるのは周知となっている。一例を挙げれば、結晶性に優れる均質な窒化ガリウム・インジウム混晶を得るには成長温度並びに成長速度、即ち、気相成長に基本的な条件を限定された特定の範囲内に収納すべく精密に制御する必要があることが知られている(特開平6-209122号公報参照)。更に、発光層として利用する限り、窒化ガリウム・インジウム混晶層は光励起によるフォトルミネッセンス発光を呈する結晶性に関して選り優れたものであることが前提条件(必要条件)となる。しかし、光励起により発光を呈する結晶性に極めて優れた窒化ガリウム・インジウム混晶が得られるのは、従来より開示されている範囲(特開平6-209122号公報参照)より更に狭帯化された極めて狭い範囲である。即ち、発光体としての必要条件を満足する窒化ガリウム・インジウム混晶がもたらされる成長条件の範囲は極めて限定されている。常圧(略大気圧)下で成膜を実施するMOCVD法を引例すれば、例えば、或る最適値からの±0.02程度の僅かなインジウム気相組成比の変動はこの範囲からの成長環境条件の逸脱をもたらす。従って、従来の如くインジウム組成比等の均質性に優れ、尚且、発光層材料として要求される光学的に要求される性能を満足する窒化ガリウム・インジウム混晶層が良好な再現性をもって安定して得るに至らない問題点が残存している。

【0008】均質な結晶性の窒化ガリウム・インジウム

混晶の成長上の再現性の欠如は、それを活性層として利用するIII族窒化物化合物半導体素子の素子特性の不安定性として如実に露呈される。一例として挙げれば、窒化インジウム・ガリウム混晶を発光層とする青色LEDにあって、発光層の品質の不安定性は発光波長及び発光強度等の主要な発光特性に変動を来す主因となっている。図2は同一成長条件下で成長した窒化ガリウム・インジウム混晶層を発光層とした、複数の青色LEDの通電発光スペクトル並びにスペクトル強度を示すものである。発光中心波長(121)は約460ナノメートル(nm)から約485nmの範囲内で変動しており安定していない。これは、主に発光層を形成する窒化ガリウム・インジウム混晶層のインジウム組成比の相違に因るものである。加えて、発光強度も素子毎に大きく変化し、安定な発光強度がもたれるに充分に至っていない。発光強度のバラツキは、ドナー及びアクセプター不純物の量的な均衡のずれに主たる原因があるとされている。この様に従来の構成からなる窒化ガリウム・インジウム等のIII族窒化物化合物半導体層を発光層として利用する限り、青色LED等の半導体素子の工業的な安定生産は帰結されるに至っていないのが現状である。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明が解決すべき課題として第一に取り上げるのは、窒化ガリウム・インジウム等を活性層とする特性の安定したIII族窒化物化合物半導体素子を、高い生産効率でもたらす方法を提供することにある。単純に想起されるのは、窒化ガリウム・インジウム混晶を活性層する場合にあって、インジウム組成比或いはドナー並びにアクセプター不純物の量的関係を同等とする活性層を選択した上で化合物半導体素子と成せば、素子特性の均一化が図れるものと予想される。しかし、上述の従来の青色LEDの特性の実測結果(図2参照)が示す様に成長条件を同一としたところで窒化ガリウム・インジウム層の品質自体がウェハ毎に、或いはまたウェハ面内で均一性に欠如する状態にあっては、単なる選択操作は良品収率の一時的な低下を招くのみである。選択作業に係わる労力をも勘案すれば、この施策はいたずらに生産効率の低下を誘起するのみであって、創意を具備した便法であるとは云えない。

【0010】より根本的で本質的な一解決策は、成膜に困難が伴う均質な単一相からなるIII族窒化物化合物半導体層ではなく、成膜が容易な従来とは異なる構成からなる窒化ガリウム・インジウム混晶層等を活性層として利用する手段である。例えば、従来の如く極く限定された許容範囲内でのみ得られる成長が難しい均質相からなる活性層ではなく、形成が容易な構成からなるIII族窒化物化合物半導体を活性層として積極的に利用するのも特性の均一な素子を高収率で得る新規な便法である。本発明では、活性層の品質としてインジウム組成(濃度)の均質性を要求するのではなく、むしろインジウム原子

のIII族窒化物化合物半導体内での不均一な濃度分布をもった窒化ガリウム・インジウム結晶體を利用した活性層からなるIII族窒化物化合物半導体素子を提供する。また、本発明では、この新たな構成を有する活性層に適する不純物のドーピング様式をも提供するものである。

【0011】

【課題を解決するための手段】即ち、本発明は、(1)インジウムを含有してなるIII族窒化物化合物半導体を活性層として具備してなる化合物半導体素子にあって、インジウム(In)を含有するIII族窒化物化合物半導体からなる結晶體と、結晶體よりも電子親和力を小とするIII族窒化物化合物半導体材料から構成された母体層との2相からなる活性層を備えた化合物半導体素子を提供する。(2)母体層は結晶體よりも電子濃度を大とすることを特徴とする化合物半導体素子。(3)母体層は結晶體よりも高濃度にアクセプター不純物を含むことを特徴とする化合物半導体素子。(4)母体層にインジウムを存在させてなることを特徴とする化合物半導体素子。(5)母体層を窒化アルミニウム・ガリウム($Al_x Ga_{1-x} N$: $0 \leq x \leq 1$)とし、結晶體をインジウム組成比が2%(0.02)以上20%以下の窒化ガリウム・インジウム($Ga_z In_{1-z} N$: $0 \leq z < 1$)とする化合物半導体素子。(6)母体層を結晶體よりも第II族元素を高濃度に含有したインジウム含有n形窒化アルミニウム・ガリウム($Al_x Ga_{1-x} N$: $0 \leq x \leq 1$)とし、結晶體をインジウム組成比を2%(0.02)以上20%以下とする窒化ガリウム・インジウム($Ga_z In_{1-z} N$: $0 \leq z < 1$)とする化合物半導体素子。

【0012】本発明では活性層を従来技術の如く、均質な単一(単独)の相から構成するのではない。活性層はインジウムを含有するIII族窒化物化合物半導体からなる結晶體(第1の相)とそれを含有するIII族窒化物化合物半導体からなる母体層(第2の相)の2相から構成する。即ち、本発明は活性層の相(phase)構成に於いて、従来例とは一線を画して相違するものである。結晶體及び母体層を構成する材料は、一般式 $Al_x Ga_y In_z N$ ($x+y+z=1$, $0 \leq x, y, z \leq 1$)で総括される窒化ガリウム系若しくは窒化アルミニウム・ガリウム混晶系のIII族窒化物化合物半導体から選択できる。また、 $Al_x Ga_y In_z N_a P_{1-a}$ ($0 < a \leq 1$)及び $Al_x Ga_y In_z N_b As_{1-b}$ ($0 < b \leq 1$)で表される窒素以外にヒ素(As)やリン(P)等の第V族元素を含む窒化物化合物半導体等から構成することができる。これらのIII族窒化物化合物半導体層の形成には、有機金属気相成長(MOCVD)法やハロゲン方式やハイドライド(hydride)方式の汎用的な気相成長(VPE)法、或いはまた分子線エピタキシャル(MBE)法などが利用可能である。

【0013】結晶體(第1の相)は、インジウムを含有したIII族窒化物化合物半導体から構成する。インジウ

ムを含有してなる窒化ガリウム結晶体の一例には窒化ガリウム・インジウム ($\text{Ga}_z\text{In}_{1-z}\text{N}$; $0 \leq z < 1$) 結晶体が挙げられる。結晶体とは、単結晶、多結晶或いは非晶質体にこれら結晶が混在してなる微小な結晶体を云う。本発明では後述する様に母層体と結晶体との、特に表面での電子的遷移を利用するため、結晶体の結晶形態に特別の制限を加えない。結晶体をインジウムを含有するIII族窒化物化合物半導体とする理由は、インジウムの含有量の調節によりその結晶体の禁止帯幅(バンドギャップ)の調節が可能となるからである。窒化インジウム (InN) は窒化ガリウム (GaN) や窒化アルミニウム (AlN) 或いは窒化ホウ素 (BN) 等の一般的な2元素III族窒化物化合物半導体において、最も小さな約1.8~1.9エレクトロンボルト(eV)の禁止帯幅を有している(日本産業技術振興協会新材料技術委員会編著、「化合物半導体デバイス」(1973年9月15日、(財)日本産業技術振興協会発行)、399頁参照)。従って、窒化インジウムとそれよりも禁止帯幅を大とする窒化物化合物半導体との混晶化により、双方のバンドギャップ間でインジウムの組成比に応じたエネルギーギャップを有するインジウム含有結晶体が形成される。例えば、窒化ガリウムと窒化インジウムとの混晶である窒化ガリウム・インジウムにあっては、インジウムの組成比によって禁止帯幅を窒化ガリウムの禁止帯幅である約3.4eVから窒化インジウムのそれである約2eVの間で禁止帯幅の変化が許容される(前出の特公昭55-3834号公報参照)。これは、窒化ガリウム・インジウムをインジウムの組成比如何によって、約2eV~3.4eV間に在る例えば、2.7~2.8eV近傍のエネルギーギャップに対応する青色発光を与える活性層となすことができることを教示している。これが、化合物半導体素子、特に発光素子にあってインジウムを含有するIII族窒化物化合物半導体結晶体を活性層の構成要素として利用する所以である。

【0014】結晶体のインジウム組成比は、成膜の安定性や容易性から20%以下とする。特に、望ましくは2%以上15%以下とする。緑色帯の発光をもたらす発光素子に利用されている従来の如く高インジウム組成比の窒化ガリウム・インジウム混晶は活性層として利用しない。インジウム組成比がこの様な比較的以小であれば、結晶性の劣化を来たす低温で成膜を実施する必然性から回避され、活性層を安定して効率良く得ることができるからである。結晶体間のインジウム組成比はほぼ同一であることが望ましい。一例を挙げれば、所望するインジウム組成比を6%(0.06)とする活性層を備えた青色発光ダイオード(LED)を構成する場合、許容されるインジウムの組成比の範囲概ね、 $6 \pm 4\%$ 程度である。許容される範囲の幅は発光スペクトルの半値幅などを勘案して決定される。

【0015】結晶体には、多角形状や円板状や球状等の

種々の外形のものが存在するが、略球状或いは周囲を非定形とする島状の板状体が主たるものである。結晶体相互と比較するに、as-grown状態で結晶体の形状並びに大きさ(体積)は必しも統一されていない。発光素子用途の活性層にあって、結晶体の大きさはインジウム組成比と共に発光波長に影響を与える因子である。結晶体のインジウム組成比及び平均的な大きさ(体積)は主に結晶体の形成温度に依存する。形成温度を低温とする程、インジウム組成比は大となり、結晶体の大きさ(体積)は増える傾向にある。従って、インジウム組成比にその大きさの画一化を達成するには、結晶体の形成時(as-grown状態)にあって、結晶体が形成される被堆積物表面の温度を出来るだけ均一にする必要がある。結晶体形成時の結晶体に対する被堆積物表面の温度分布は、インジウム組成比を異にする、或いは大きさや形状を異にする結晶体の発生を誘引する。このようなインジウム組成比等に分布を有する活性層を発光層としてLEDを形成すると、段階的に波長を異にする発光が放射される事態を招く。例えば、青色、緑色或いは赤色等の光が同時発光され、単一色を発光する発光素子は得られ難い。

【0016】活性層は母体層と結晶体を主体として複数層(2相)から構成する。母体層はIII族窒化物化合物半導体から構成するが、上記の結晶体を構成するIII族窒化物化合物半導体層は電子親和力を異にする材料から構成する。電子親和力とは半導体の伝導帯(conduction band)の底にある電子の準位と真空準位とのエネルギー差を云う(例えば、「半導体工学」

(東京電機大学出版局発行(1993年3月20日)、80頁参照)。本発明にあって、母体層を結晶体を構成するIII族窒化物化合物半導体よりも電子親和力を小とするIII族窒化物化合物半導体から構成のが特徴である。具体的に例を示せば、窒化ガリウム・インジウム混晶から結晶体を構成する場合は、母体層は窒化ガリウム(GaN)から構成する。窒化ガリウム・インジウム混晶のインジウム組成比を0.10とした場合、結晶体と母体層双方間の電子親和力の差は約0.7eVとなる。インジウムを含有するアルミニウム組成比をaとする窒化アルミニウム・ガリウム混晶($\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$)から結晶体を構成し、母体層をアルミニウム組成比をaより大のbとした窒化アルミニウム・ガリウム混晶($\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$;但し、 $a < b$)から構成するのが別の例である。この場合、aとb値は結晶体と母体層との電子親和力に、0.15~0.35eV程度の差異をもたらす様に適宜選択するのが好ましい。この電子親和力値の差異は、砒化ガリウム(GaAs)と砒化アルミニウム・ガリウム混晶(AlGaAs)から構成される変調ドーピング(MODulation-Doping:略称MOD)層を配置した電界効果型トランジスタ(MOD FET)にあって、電子供給層と電子供給層よりも電子

親和力を大とする半導体層からなるチャンネル (channel) 層 (電子走行層) とのヘテロ接合界面に於ける伝導帯 (conduction band) の障壁の高さ (オフセット: offset) にほぼ相当するものである。

【0017】母体層と結晶体を構成するIII族窒化物化合物半導体材料に電子親和力の差異を付与するのは、電子親和力を故意に相違する構成とすることで、結晶体と母体層との接触表面に於いてバンドの不連続性 (discontinuity) を発生させるためである。バンドのオフセット (offset) の形成により低次元 (low-dimension) の挙動を呈する電子等のキャリアを創出するためである。低次元の次元度は、従来のMODFETが利用する2次元電子雲 (ガス)

(two-dimensional electron gas) の様な2次元やより低次元の1次元的なものである。即ち、量子ドット (dot) に於ける電子の低次元的な振る舞いを利用するものである。従って、本発明の云う結晶体の大きさはせいぜい数十ナノメートル (nm) である。母体層を構成する材料と結晶体の構成材料が変化しても、母体層と結晶体との表面 (界面) で形成される量子準位を介しての遷移を利用して発光強度に優れる発光素子を得る意図には変わりはない。

【0018】バンド不連続性を発生させるのと併せて、本発明では結晶体内部と母体層内部との不純物の量的均衡に創意を加える。即ち、母体層には結晶体よりも高濃度にアクセプター不純物を配合する。III族窒化物化合物半導体では、亜鉛 (Zn)、マグネシウム (Mg)、ベリリウム (Be) やカドミウム (Cd) 等の元素周期律表の第II族元素がp形 (アクセプター) 不純物となる。一方、珪素 (Si)、ゲルマニウム (Ge)、錫 (Sn)、硫黄 (S) やセレン (Se) 等の第IV族及び第VI族元素は共通するn形 (ドナー) 不純物である。本発明に係わる活性層の構成には、亜鉛 (Zn) を多量に含む窒化ガリウム (GaN) からなる母体層と、母体層よりも低亜鉛濃度の窒化ガリウム・インジウム ($Ga_{1-x}In_xN$: $0 \leq x < 1$) 結晶体との2相からなるものが挙げられる。

【0019】母体層と結晶体間に発光中心となるアクセプター不純物の濃度の不均衡性を故意に創出するのは、本発明に係わる活性層を発光層として利用する窒化物化合物半導体素子にあって、発光強度に優れる発光素子を得るための措置である。この措置は、発光波長を約430nm~460nmとする青色発光素子を例にすれば、活性層の層厚が比較的に厚い場合に顕著な効果を及ぼす。本発明では、青色発光用の活性層の層厚が20nmを超える場合を比較的に厚い場合とみなす。後述するが (【0024】項参照)、インジウム含有結晶体はas-grown状態では被堆積物の表面上に密集して形成される場合が多い。しかし、青色発光素子等の作製には、活性

層上に活性層の形成時よりも更に高温での成長を要すIII族窒化物化合物半導体層が必要とされる。例えば、800℃近傍で成長する窒化ガリウム・インジウム結晶体を含む母体層からなる活性層上に、1000℃を超える温度で成長する窒化アルミニウム・ガリウム混晶層を上部クラッド層として形成する場合がこれに相当する (図1参照)。この活性層上への高温での成膜に備えて活性層の温度を高温環境下に曝した場合に、結晶体に含有されるインジウム原子或いはインジウム原子を含む複合体等の中には、母体層内に熱拡散により逃避する傾向が強まる。これにより結晶体内部のインジウム濃度は低下するため、青色発光を呈するに適するインジウム組成比を保持する結晶体の密度は減少し、従って、結晶体より放射される青色発光の強度は低下する。青色発光を呈するに適するインジウム組成比を保持する結晶体の密度が減少する度合いは、インジウムが拡散する余地が大である程、即ち、母体層の層厚が厚ければ厚い程大となる。これを防止するために本発明では母体層に発光中心となる不純物、特に亜鉛 (Zn) 等の第II族不純物を存在させて、結晶体からの発光強度の弱小を補完し、結果として発光強度に優れる発光素子を得るものである。

【0020】母体層にも青色帯域の発光をもたらす発光中心を存在させれば、上記の様な結晶体の体積密度の低下に伴う発光体たる結晶体からの発光強度の低下を補完するに足るものとなる。例えば、青色発光の色中心として公知の亜鉛やマグネシウム等の元素周期律に於ける第II族元素を存在させるのが好ましい (ジャーナル オブ ルミネッセンス (J. Luminescence)、7 (1973)、114~126頁参照)。ちなみに、希土類元素であるユーロピウム (Eu) は緑色帯域の、遷移金属であるマンガン (Mn) は赤色帯域の発光中心として知られている (Czech. J. Phys.、B 20 (1970)、46~55頁参照)。特に、亜鉛は視感度に優れる波長450nm近傍の青色発光を呈するために望ましい。例えば、結晶体の内部に原子半径が比較的大 (1.33Å、1.44Å) で低融点 (419.47℃) の亜鉛を過剰に存在させると、結晶体の大きさを増す方向に変形させる恐れが多分にある。発光体たる結晶体の大きさは、シリコン (Si) 発光体について観測される様に発光波長に影響を与える (J. Luminescence、57 (1993)、1~4頁)。結晶体の大きさが増すに、禁止帯幅は縮小する (上記の J. Luminescence、57 (1993)、3頁右欄本文)。従って、結晶体の大きさが増す方向でしかも大きさが不揃いとなれば、青色発光の獲得を意図しても、かえって禁止帯幅の小さい発光に対応する緑色、赤色等の発光が放射される事態を招きかねず、発光中心波長も安定しない。従って、本発明では結晶体よりも母体層により多くのアクセプター不純物を含ませる。母層内部の亜鉛等のアクセプター不純物からの発光と結晶

体からの発光の併合により、結晶体の体積密度の減少に基づく発光強度の低下を抑制することが可能となる。母体層に含有させるアクセプター不純物の濃度は、亜鉛(Zn)を例にすれば、約 10^{18}cm^{-3} ～約 10^{20}cm^{-3} の範囲である。

【0021】母体層は、結晶体よりも電子濃度を大とする。この母体層と結晶体との電子濃度の関係が満たされれば、母体層はアンドープ状態であっても差し支えないドナー不純物をドーピングしてこの関係を達成しても勿論構わない。本発明では、母体層はn形の伝導性を呈するものが特に望ましい。従って、n形不純物のドーピングを施す際には、アクセプター不純物を含有する母体層をn形層となすために、ドナー不純物は母体層内のアクセプター濃度を上回る様に添加する。即ち、上記した従来例に於いて、 $[\text{Si}]/[\text{Zn}]$ 濃度比を $1/100$ ～ $1/200$ として、ドナー不純物である珪素(Si)の濃度を亜鉛の濃度に比して桁違いに小とするのではなく(例えば、上記の公知例にあって、②特開平4-10665号及び③特開平4-10666号公報参照)、逆に珪素(Si)等のドナー不純物の濃度を亜鉛(Zn)等のアクセプター不純物の濃度より大とする。母体層のドナー濃度を大とする第2の理由は、母体層内にドナー不純物を多量に存在させることにより、結晶体とのn形キャリアの濃度に差異を付与するためである。母体層と結晶体とでn形キャリア濃度に顕著な差異が存在しない、即ち、双方でキャリア濃度がほぼ均等であると、結晶体からは強力な発光が放射されないことは、本発明者によって既に経験されている。母体層へのドナー不純物の添加量を極端に過多とした場合、この様な結晶体と母体層間のn形キャリアの均衡化の事態を招き易い。結晶体に比較してより電子親和力を小とするIII族窒化物化合物半導体から構成する母体層のキャリア濃度(電子濃度)は、結晶体のそれよりも大とする。母体層の好ましいキャリア濃度は概ね、約 10^{16}cm^{-3} ～約 10^{18}cm^{-3} であって、更に望ましくは大凡、約 $5 \times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ ～約 $5 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$ の範囲である。要約すれば、本発明に係わる活性層は構成材料から観ても均質な単一相から構成されるのではなく、また、不純物濃度からみても均一ではないのが特徴である。これは、均質で且つ不純物濃度が均一な分布であることをよとする従来の活性層とは、その構成概念に於いて明瞭に異なるものである。

【0022】母体層中の発光中心からの発光強度を更に増加させるために、本発明ではインジウム(In)を母体層に存在させる。インジウムは母体層の形成時に故意に添加(ドーピング)しても構わない。或いは、後述する様に活性層が高温の環境に曝された場合、或いは熱処理によって結晶体から母体層内へ熱拡散して来るインジウムを活用することも許容される。発光強度を増大させるための好ましいインジウムの濃度は、 $8 \times 10^{18}\text{cm}$

$^{-3} \sim 4 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ の範囲である。この程度のインジウム濃度では、インジウム含有混晶層を形成するに充分ではない。亜鉛をドーピングした窒化ガリウム層からのルミネッセンス光強度は、 $10^{18}\text{cm}^{-3} \sim 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 程度の珪素をドーピングした際には高々5倍程度増強されるのみであるが、 10^{19}cm^{-3} 程度のインジウムの共存させると発光強度は実に約60倍に増強される。これより、発光中心からの発光強度の増大には、亜鉛等の発光中心とインジウムの共存が従来技術によるドナー及びアクセプター不純物を共存させるよりも格段に効果が有ると認められる。

【0023】図3に結晶体と母体層の2相からなる本発明の活性層の断面構造例を模式的に示す。また、図4は活性層の構成を示す平面模式図である。結晶体(107)には、多角形状や円板状や球状等の種々の外形のものが存在するが、略球状或いは周囲を非定形とする島状の板状体が主たるものである。結晶体(107)相互で比較するに、高さ或いは直径が特定できない複雑な形状或いは不定形の発光体の出現も認められる。発光素子用途の活性層にあって、結晶体の大きさはインジウム組成比と共に発光波長に影響を与える因子である。従って、重要なのは結晶体の表面積或いは内容積である。結晶体の表面積或いは内容積は結晶体の形成温度に依存する。形成温度を低温度とする程、結晶体の大きさ(体積)は増える傾向にある。活性層は母体層或いは結晶体の何れかを主体として構成される。主体と見なすのは構成比率が、50%を越える成分を云う。母体層を主体として構成される活性層にあっては、母体層(108)は結晶体(107)の表面を被覆するが如く配置されている場合が多々ある(図3参照)。また、結晶体が主たる構成比率が大である活性層では、母体層は結晶体間の間隙に散在する状態となっているのが一般的である。母体層(108)の層厚はほぼ活性層の層厚となる。

【0024】as-grown状態で形状或いは体積(内容積)が不統一であっても、結晶体の形成温度より高い温度環境下に暴露した場合には、形状或いは体積はより画一化される傾向がある。活性層の形成終了後の次の堆積層を形成するために活性層を高温環境下にさらす場合や、活性層の形成温度或いはそれ以上の温度で熱処理(アニール処理)する場合には、結晶体の形状は略球体状となる傾向も見受けられる。図5に一例として、珪素ドーピングn形窒化ガリウム層上に 830°C で活性層を形成した後、同温度に於いて膜厚を約50nmとするアンドープ窒化ガリウム膜を活性層の昇華防止膜(所謂、キャップ層)として堆積した後、 1100°C に25分間を掛けて昇温し、同温度で5分間待機した後に於ける結晶体の形状の変化を模式的に示す。この様な結晶体の形状は断面TEM(透過電子顕微鏡)技法等の、ミクロ領域を高倍率で観察できる手法で観察できる。as-grown状態では或る程度視認される母体層と結晶体との界

面(結晶体の輪郭)が、結晶体から高温でインジウムが逃避し、インジウム組成比が減少してコントラストが低下したことに起因してさほど明瞭には視認されなくなる傾向がある。しかし、 2×10^5 程度の高倍で注意深く観察すると、下地層とした窒化ガリウム層(109)の格子像(110)にほぼ平行して存在する活性層(104)内の格子像(110)の中に略球状の結晶体(111)が多く存在するのが認められる。これは、as-grown状態で島状であった結晶体が受熱により外形を変化させたものであると判断された。中には近接して存在する結晶体(107)が相互に融合したものも認められる。活性層内のインジウム濃度は、分析用途の電子顕微鏡(一般略称:分析電顕)に付帯したEPMA(Electron Probe Microscope)による面分析法に依れば、下地のn形窒化ガリウム層(109)と活性層(104)との界面で高く、活性層の層厚の増加方向に漸次濃度を減ずる様に分布していた。この濃度分布は、高温環境下への暴露によるインジウム含有結晶体(107及び111)からの母体層(108)内へのインジウムの拡散に起因すると解釈された。何故ならば、as-grown状態でインジウムは活性層の層厚方向にさほど広範囲に分布せず、窒化ガリウム下地層と活性層との界面近傍にほぼ集中してインジウムの高濃度領域が存在する局在的な分布を示すからである。

【0025】本発明に係わる2相構成の活性層は、次の如き成長手法により得られる。時間的に分割して不連続成長を施すのが一手法である。結晶体の形成が終了した後、III族元素の原料の成長環境系への供給を一時停止して成長を中断し、然る後母体層を結晶体周囲上に成長する方法である。結晶体の成長時にはインジウム原料を供給し、母体層の成長へ移行する際にはインジウム源を成長系への供給を絶ち、代替に発光中心及びドナー不純物を供給すれば本発明に叶う活性層を得ることができる。連続成長方式に於いても、本発明の活性層を得ることができる。例えば、被堆積物表面への活性層の堆積の開始時より母体層の形成が終了する間にインジウム源の供給量を段階的に或いは連続的に減少させると、被堆積物表面近傍にインジウム含有する結晶体が形成され、その上にはインジウムが添加した母体層が形成される。堆積開始時より所望の大きさの結晶体を形成するに適合する時間が経過した後、発光中心体となるアクセプター不純物のドーピングを施せば、インジウムと発光中心不純物とが共存する高発光強度をもたらし母体層が形成される。このような連続的或いは成長の中断を伴う成長方法であれ、要はIII族窒化物化合物半導体の構成元素の原料或いはドーパントの成長系への添加時期並びに供給停止等の簡便な操作により実施できるものである。MOCVD法にあっては、原料等の成長反応系への添加の中断、停止及び再開は極く一般的なバルブ(弁)を開閉する単純な操作で成し得る。高速応答型のバルブを利用すれ

ば、インジウム源等の原料ガスをパルス(plus)的に瞬時に供給する技法(J. Crystal Growth, 93(1988)、201~206頁参照)を利用して、微小な結晶体を活性層内の特定位置に集中して形成することが可能である。また、バルブの開閉をシーケンス的にプログラム上で操作すれば、変調ドーピング(modulation dope)電界効果型トランジスタ(MODFET)用途の変調ドーピング半導体層の成長に一般的に利用されるデルタ(δ)ドーピング技法(供給量をデルタ関数的に瞬時に変化させる方法)、或いはそれに類似した方法も採用でき、これにより活性層の特定位置に結晶体を局所的に存在させることもできる。MBE法にあっては原料を収納する坩堝と被堆積物表面との間に配置された開閉器(シャッター)の開閉により、原料の被堆積物表面への供給及び停止を制御できる。本発明に係わる活性層は気相成長法にあっては日常的に実施されるバルブの開閉或いはシャッターの開閉と云う簡便な操作により、何等特殊な操作を必要とせず得られる。即ち、工業生産的な観点からして本発明の活性層を得るのに特殊な成長操作は付随せず、このことからしても、本発明に係わる活性層の安定的な形成は容易であることは明かである。

【0026】図6は本発明に係わる活性層をMOCVD法で得る際の原料或いはドーパントの流通の状況を経時的に示したものである。同図は窒化ガリウム・インジウム($\text{Ga}_z\text{In}_{1-z}\text{N}$; $0 \leq z < 1$)からなる結晶体の周囲上に、窒化ガリウム・インジウムより電子親和力をより小とする窒化ガリウム(GaN)からなる母体層を配置する場合の流量変化を示す図であって、特に成長を一次中断して結晶体と母体相の2相からなる活性層を形成する場合に係わるものである。インジウム源(112)及びガリウム源(113)の供給を、一旦停止して、再び供給を開始するに至る時間的な間隔(114)が成長を中断する時期である。成長中断に至る時期以前にはインジウム源(112)とガリウム源(113)とを共に供給してインジウム含有結晶体(107)を形成する。成長中断の時期(114)を経過して母体層(108)を成長する段階に至っては、インジウム源(112)の供給を遮断して、代替に亜鉛を含むジメチル亜鉛($(\text{CH}_3)_2\text{Zn}$)やジエチル亜鉛($(\text{CH}_3\text{CH}_2)_2\text{Zn}$)等を発光中心となす亜鉛のドーピングガス(115)として成長系に導入する。亜鉛等のアクセプター不純物の導入と同時にn形層の形成を意図して珪素等のドナー不純物のドーパントガス(116)を導入する。これより、窒化ガリウム・インジウム結晶体と亜鉛などの発光中心不純物と珪素等のドナー不純物とを共存させたn形母体層を得る。母体層に添加する発光中心不純物(アクセプター不純物)は1種には限定されない。ドナー不純物の添加によって、母体層のn形キャリア濃度(電子濃度)を結晶体のそれよりも高濃度に保持でき

る限り、亜鉛とマグネシウム等の組み合わせ例に見られる様に複数のアクセプター種（発光中心不純物）をドーピングしても本発明に係わる効果は発揮され得る。

【0027】本発明に係わる活性層を発光素子用途の発光層として発光部を構成する場合、発光部の接合様式は、高発光強度が顕現される従来のpn接合型ダブルヘテロ接合系を踏襲するのが得策である。n形III族窒化物化合物半導体層上に発光層を堆積して、更に発光層上にp形III族窒化物化合物半導体層を形成すればヘテロ接合系が構成される。下地層上にインジウム含有結晶体を成長させるに際し、結晶体の大きさが小さい場合、下地層の表面全体が完全に被覆されない状況が発生することがある。かかる状況下での発光部の接合構成を以下にまとめる。(イ) 結晶体と母体層とのヘテロ接合、

(ロ) 結晶体と結晶体の形成時に下地層とした層との接合、及び(ハ) 結晶体の大小の如何によっては下地層と母体層との接合である。この様な云わば発光層の介在により発光層の上下の層が空間的に分離される従来のダブルヘテロ(DH)接合構成との相違点を含む接合系に鑑み、なおかつ特に短波長発光素子用途に好ましい態様として、上記の本発明に開示される有用性を総括して、次の活性層の構成を提示する。即ち、(A) インジウム組成比を2%(0.02)以上20%以下とする窒化ガリウム・インジウム($Ga_zIn_{1-z}N: 0 \leq z < 1$)結晶体と、窒化アルミニウム・ガリウム($Al_xGa_{1-x}N: 0 \leq x \leq 1$)からなる母体層の2相構造より活性層(発光層)を構成するものである。(B) インジウム組成比を2%(0.02)以上20%以下とする窒化ガリウム・インジウム($Ga_zIn_{1-z}N: 0 \leq z < 1$)結晶体と、該結晶体よりも第II族元素を高濃度に含有したインジウム添加n形窒化アルミニウム・ガリウム($Al_xGa_{1-x}N: 0 \leq x \leq 1$)からなる母体層の2相構造より活性層(発光層)を構成するものである。(A)及び(B)共に青色、緑色及黄色等の短波長発光素子の活性層として応用を意図した際の好適な構成を与えるものである。インジウムの組成比は上記の如く成長上の容易性から決定されるものである。母体層は結晶体を構成するIII族窒化物化合物半導体よりも電子親和力を小とするIII族窒化物化合物半導体から構成するが、結晶体の形成に当って下地層とする層と同一の物質から構成するのが最も好ましい。例えば、結晶体を窒化ガリウム上に形成する場合には、母体層を窒化ガリウム(GaN)から構成するのが望ましい。図3に示した如く、結晶体は被堆積物(下地層)の表面上に密に形成され、結晶体の多くはその底部で下地層と接触している。結晶体にはインジウムが含有されているため、下地層が結晶体とは格子整合しない窒化ガリウムであると、結晶体の底部には格子不整合に因る歪が存在する。結晶体には下地層と接触する底部にのみ歪が局在する事態となる。上記した様に結晶体間の間隙が大となると、母体層が侵入して下地層

と直接、接触(接合)する事態が誘発される。係る接合状況にあって、本発明では結晶体間に侵入して結晶体を囲繞する母体層を、下地層と同一の物質から構成することをもって結晶体の周囲に印荷される歪の均等化を果たすものである。応力場の均等化は結晶体の大きさ(体積)の画一化をもたらし、発光波長が均一で且つ発光スペクトルの半値幅が狭帯化された単色化された発光素子の提供を可能とする。

【0028】本発明に係わる活性層の配置数は単一に限定されない。また、活性層を多重に反復させてなる多重量子井戸構造にあっても、その一部に本発明に係わる構成からなる活性層が具備されていれば、本発明に係わる接合構成を具備しているものとする。本発明に係わる接合構成には次の様なものが挙げられる。

(a) n形窒化ガリウム層/窒化ガリウム・インジウム($Ga_zIn_{1-z}N: 0 \leq z < 1$)結晶体とn形窒化ガリウム母体層からなる活性層/p形窒化アルミニウム・ガリウム混晶層(記号「/」は接合の存在を示す。)

(b) (a)のn形窒化アルミニウム・ガリウム($Al_xGa_{1-x}N: 0 \leq x \leq 1$)層/窒化ガリウム・インジウム($Ga_zIn_{1-z}N: 0 \leq z < 1$)結晶体と、n形窒化ガリウム(GaN)母体層からなる活性層/n形窒化アルミニウム・ガリウム層($Al_xGa_{1-x}N: 0 \leq x \leq 1$)/井戸層・障壁層の周期構造/p形窒化アルミニウム・ガリウム($Al_xGa_{1-x}N: 0 \leq x \leq 1$)層(多重量子井戸の一部に本発明に係わる第1層/発光体/第2層からなる接合系を含む構造。記号「/」は接合の存在を示す)。これらの接合構造はサファイア、炭化珪素(SiC)や酸化亜鉛(ZnO)等の窒化物化合物半導体の成膜用として、公知の材料を基板として堆積することができる。基板には、ハフニウム(Hf)等の金属製材料やヒ化ガリウム(GaAs)やリン化ガリウム(GaP)等の面心立方格子構造のIII-V族化合物半導体結晶若しくはシリコン(Si)等の元素(単体)半導体結晶も使用できる。何れの半導体結晶基板も導電形は不問である。基板表面をなす結晶面の面方位やオフアングル(off-angle: ミスオリエンテーション角度)等の仕様は、低温緩衝層の成長方式や成長条件に鑑みて、当事者が適宜、選択できる範囲にある。窒化ガリウム(GaN)と格子不整合度が0.5%未満と小さいリチウム(Li)とガリウム(Ga)或いはリチウムとアルミニウム(Al)との複合酸化物であるリチウムガーレート(Li_2GaO_3)やリチウムアルミネート(Li_2AlO_3)等も基板として使用できる。

【0029】更に、具体的には本発明に係わる化合物半導体素子として次記の素子が例示できる。

(ア) 珪素(Si)等のn形ドーパントがドーピングされたキャリア濃度を $1 \sim 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ とし、層厚が $2 \sim 8 \mu\text{m}$ のn形窒化ガリウム(GaN)層からなる第1層、インジウム組成比を6%(0.06)とする窒化

ガリウム・インジウム ($\text{Ga}_{0.94}\text{In}_{0.06}\text{N}$) 結晶体と該結晶体よりも高電子濃度で亜鉛とインジウムが共存するn形窒化ガリウム母体層からなる発光層、及びアルミニウム組成比を10% (0.10) とするマグネシウムと亜鉛がドーピングされたキャリア濃度を $5 \times 10^{16} \text{cm}^{-3} \sim 5 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ とし、層厚を5nmから20nmとするp形の窒化アルミニウム・ガリウム混晶 ($\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{N}$) からなる第2層から構成されるヘテロ接合を備えた青色発光ダイオード。

(イ) 硫黄 (S) 等のn形ドーパントがドーピングされた、キャリア濃度が $1 \sim 80 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ 、層厚が $1 \sim 6 \mu\text{m}$ のn形窒化ガリウム (GaN) 層からなる第1層、インジウム組成比を6% (0.06) \sim 10%

(0.10) とする窒化ガリウム・インジウム結晶体と珪素がドーピングされ結晶体よりも高電子濃度のn形のアルミニウム組成を約15%とする窒化アルミニウム・ガリウム混晶の母体層とからなる発光層、及びアルミニウム組成比を約15% (~ 0.15) とするマグネシウムと亜鉛が添加されたキャリア濃度を $3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3} \sim 6 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ とし、層厚を5から15nmとするp形の窒化アルミニウム・ガリウム混晶 ($\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$) からなる第2層から構成されるヘテロ接合を備えた発光波長帯域を480nm \sim 560nmとする青緑系及び緑色系発光ダイオード。

(ウ) キャリア濃度を $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下とし、層厚を5 \sim 50nmの範囲とするn形の窒化ガリウム (GaN) 或いは窒化アルミニウム・ガリウム混晶層からなる第1層と、インジウム組成比を5% \sim 10%とする窒化ガリウム・インジウムからなる結晶体と窒化アルミニウム・ガリウム混晶を主体として構成される、インジウム含有母体層とからなる発光層と、第1層と同様の仕様からなる第2層とのヘテロ接合系を周期的に重複してなる量子井戸構造を備えた短波長レーザーダイオード。

(エ) キャリア濃度を、 $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下とし、層厚を5 \sim 50nmの範囲とするn形の窒化アルミニウム・ガリウム混晶 ($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$: $0 \leq x \leq 1$) からなる第1層と、インジウム組成比を2% (0.02) \sim 8% (0.08) とする窒化ガリウム・インジウムからなる結晶体と結晶体よりも高電子濃度のn形窒化ガリウム母体層とからなる発光層、第1層と同様の仕様からなる第2層とのヘテロ接合系を周期的に重複してなる量子井戸構造を備えた青色帯若しくは紫外帯レーザーダイオード。

【0030】

【作用】母体層と結晶体の2相による界面構成は、結晶体からの発光強度を増強する。母体層内に混在する発光中心となるアクセプター不純物は、結晶体のインジウム組成比の減少に伴う発光強度の低下を補完する発光をもたらす。母体層へのインジウムの混在は母体層内の発光中心からの発光強度を更に増強し、結晶体からの発光強

度の低下を補完するに充分に足る発光強度をもたらす。

【0031】

【実施例】本発明の詳細を窒化ガリウム・インジウム結晶体と窒化ガリウム母体層からなる活性層 (発光層) を備えてなる青色発光ダイオードを例にして説明する。当該発光ダイオードの作製にあたり、サファイア基板上に本発明に係わる活性層を備えた積層体構造を形成した。基板 (101) としたサファイア ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 単結晶) の両面 (表裏面) は、平均粒径を約 $3 \mu\text{m}$ とするダイヤモンド砥粒により鏡面研磨したものを利用した。研磨面方位は (0001) 面 (所謂、C面) である。基板 (101) の鏡面研磨された表面は、先ずアセトン等の有機溶媒により脱脂して比抵抗を約18メガオーム ($\text{M}\Omega$) とする超純水で水洗した後、市販の半導体工業用の高純度のフッ化アンモニウム (NH_4F) 水溶液を使用して酸洗浄を施した。その後再び超純水により水洗後、赤外線ランプから放射される赤外線を照射し表面を加温して乾燥させた。

【0032】清浄化したサファイア基板 (101) を極く一般的なインターロック機構を介して大気を遮断した環境下で、常圧方式のMOCVD成長炉に配置された基板支持台 (サセプター) 上の所定の位置に載置した。パラジウム (Pd) 透過膜方式並びに深冷吸着方式を併用して高純度に精製された水素 (H_2) ガスを成長炉内に流通し、水素ガスからなる雰囲気を作り出した。水素ガスを反応炉内に流通開始してから15分経過後、上記の基板支持台をかぶせたセラミックヒーターをエレメントとする抵抗加熱型ヒーターの電源を投入し、基板 (101) の温度を室温か1150 $^{\circ}\text{C}$ に昇温した。基板 (101) を同温度に40分間保持し、周知のサーマルエッチングを施した。

【0033】然る後、抵抗加熱型ヒーターへの供給電力量を減じて、基板 (101) の温度を420 $^{\circ}\text{C}$ に低下させた。420 $^{\circ}\text{C}$ に降下後、温度が安定する迄約25分間待機した。この間に反応炉へ供給する水素ガスの流量を毎分8リットルに調整した。然る後、MOCVD反応炉内に載置された基板表面へ向けて窒素 (N) 源としたアンモニア (NH_3) ガスを毎分1リットルの流量で供給し、成長雰囲気を窒素源を含む水素雰囲気とした。その後、アンモニアガスのMOCVD反応炉内への供給を継続した状態で、ガリウム (Ga) 源の供給を開始し、窒化ガリウム (GaN) からなる低温緩衝層 (102) を常圧MOCVD法により成膜した。上記のガリウム源には、半導体工業用のトリメチルガリウム ($(\text{CH}_3)_3\text{Ga}$) を使用した。トリメチルガリウムの反応炉内への供給量は毎分 2×10^{-6} モルとした。従って、窒化ガリウム (GaN) 低温緩衝層の成膜時に於けるV/III比は約 2.2×10^4 となった。トリメチルガリウムの反応炉内への供給を20分間継続して、層厚を15nmとする低温緩衝層 (102) を得た。断面TEM技法によ

る観察では、基板(101)の表面は数層からなる単結晶層で被覆されていた。

【0034】低温緩衝層(102)の成長はガリウム源としたトリメチルガリウムの成長反応系への供給を停止することをもって終了した。然る後に、反応炉に供給する気体種を水素からアルゴンガスに変換した。アルゴンガスの流量を3リットル/分、アンモニアガスの流量を1リットル/分とした流量条件下で、基板(101)の温度を1100℃に上昇させた。基板(101)の温度が1100℃に到達した時点で水素ガスの反応炉への供給を毎分3リットルの流量をもって再開した。併行してアンモニアガスの反応炉への供給量を毎分6リットルに増加させた。この水素ガス或いはアンモニアガスの添加若しくは供給量の増加に伴う基板(101)の温度の短期的な揺らぎが解消された時点で、上記のガリウム源を反応炉へ供給した。ガリウム源は13℃に保持された液体トリメチルガリウムを毎分20ミリリットルの水素ガスによりバブリングすることをもって反応炉へ供給した。ガリウム源の蒸気を随伴する水素バブリングガスの反応炉への添加に同調させて、珪素(Si)のドーピングガスを反応炉へ供給した。珪素のドーピングガスには、体積濃度を約5ppmとする水素希釈のジシラン(Si_2H_6)ガスを使用した。ジシランガスの流量は毎分10ミリリットルとした。ガリウム源等の供給を90分間に亘り継続して、キャリア濃度を約 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ とし、層厚約3.2 μm のn形の窒化ガリウム層からなる下地層(109)を成長させた。

【0035】次に、基板(101)の温度を1100℃から結晶体の形成温度とした830℃に約10分間で降下させた。基板温度を降下させる間には、反応炉へのキャリアガスとしての水素ガスの供給を停止した。アンモニアガスの流量を毎分6リットル及びアルゴンガスの流量を毎分3リットルとした流量条件下に於いて、ガリウム源及びインジウム源の反応炉への供給を開始した。インジウム源には、結合価を1価とするシクロペンタジェニルインジウム($\text{C}_5\text{H}_5\text{In(I)}$)を利用した。同インジウム源はベルチェ効果を利用した電子式恒温槽により65℃に保持し、昇華したインジウム源の蒸気は当初毎分120ミリリットルの水素ガスにより反応炉内に随伴された。ガリウム源は電子式恒温槽により0℃に保持し、毎分3.2ミリリットルの流量の水素ガスで反応炉内に随伴した。ガリウム及びインジウムの合計の供給量(III族元素の供給モル数の総量)に対するインジウムの供給量(モル数)の比率、所謂インジウムの気相組成比は当初、0.5であった。ガリウム源及びインジウム源の供給を7.5分間に亘り継続して、インジウム組成比を6%(0.06)とする窒化ガリウム・インジウムから結晶体(107)を形成した。結晶体の厚さ(高さ)は約30nmであった。インジウム組成比は同一の成長条件下で得られた窒化ガリウム・インジウム結晶体

の試作試料から発せられる近紫外スペクトルの波長位置が約384nmであることを基にして、公知となっている窒化ガリウム・インジウム混晶に於ける禁止帯幅とインジウム組成比との関係図(特公昭55-3834号公報参照)から算定した。結晶体の厚さは、明視野断面TEM(透過電子顕微鏡)法による観察から実測した。

【0036】窒化ガリウム・インジウム結晶体(107)の形成を終えた後、上記のガリウム源、窒素源並びにアルゴンガスの流量を一定に維持したままで、インジウム源の成長炉への供給流量を15ミリリットル/分に瞬時に減少させた。インジウム源の減少を開始すると同時に、珪素(Si)及び亜鉛(Zn)のドーピング源の供給を開始した。珪素のドーピングガスには、上記のn形窒化ガリウム層(109)の形成に使用したジシラン(水素希釈5ppm Si_2H_6)ガスを使用した。ジシランガスの流量は、毎分20ミリリットルと一定とした。亜鉛のドーピング源には体積濃度にして約100ppmの高純度水素ガスで希釈されたジエチル亜鉛($\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Zn}$)を使用した。ジエチル亜鉛ガスの流量は毎分40ミリリットルと一定とした。窒化ガリウム・インジウム結晶体(107)の形成を終了した直後に、インジウム源用水素随伴ガスの流量を毎分15ミリリットルに減じてから正確に5分間かけて、上記のインジウム源の蒸気を随伴する水素の流量を0ミリリットルへと減少させた。即ち、毎分3ミリリットルの割合でインジウム源随伴ガスの流量を減じた。これより、インジウム(In)と珪素(Si)と亜鉛(Zn)がドーピングされた窒化ガリウムからなる層厚が約10nmで電子濃度を約 $8 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ とする母体層(108)を形成した。以上記述した結晶体(107)と母体層(108)の2相より活性層(104)を構成した。

【0037】活性層(104)の形成を終了した後、基板(101)の温度を再び、1100℃に上昇させた。温度の揺らぎが消衰する迄暫時待機する間に、成長炉内へ3リットル/分の流量をもって水素ガスの供給を再開した。1100℃に到達して約2分間を経過して温度の揺らぎが微小となったと認められたため、成長炉内へのガリウム源及びアルミニウム源を添加した。ガリウム源であるトリメチルガリウムは電子式恒温槽により13℃に保持した。トリメチルガリウムの蒸気を随伴するバブリング用の水素ガスの流量は毎分8.0ミリリットルとした。一方、アルミニウム源にはトリメチルアルミニウム($(\text{CH}_3)_3\text{Al}$)を使用した。トリメチルアルミニウムは電子式恒温槽により20℃の恒温に保持した。液化したトリメチルアルミニウムのバブリングに供する水素ガスの流量は5.0ミリリットル/分とした。ガリウム源及びアルミニウム源の供給を10分間に亘り継続して、層厚を約100nmとするp形の窒化アルミニウム・ガリウム混晶層を上部クラッド層(105)として成長した。同層(105)の成長時には、p形のドーバ

ントとしてマグネシウム(Mg)を添加した。マグネシウムのドーピング源にはビス-メチルシクロペンタジエニルマグネシウム(bis-($(\text{CH}_3)_2\text{C}_5\text{H}_4$)₂Mg)を利用した。ドーピングされたマグネシウムの原子濃度は2次イオン質量分析法(SIMS)に依れば、約 $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ であった。一方、一般的な電解C-V法で測定される丈夫ウラッド層(105)の表面のホール(正孔)濃度は約 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ であった。また、室温のフォトルミネッセンス(PL)スペクトルのバンド端波長から算出した上部クラッド層(105)のアルミニウム組成は10%(0.10)であった。

【0038】窒化アルミニウム・ガリウム混晶(Al_{0.10}Ga_{0.90}N)からなる上部クラッド層(105)上には、マグネシウム(Mg)をドーピングしたp形の窒化ガリウム(GaN)層をコンタクト層(106)として堆積した。同層(106)のキャリア濃度は約 $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ とし、層厚は約100nmとした。コンタクト層(106)の成長終了後、基板温度を1100℃より20℃/分の冷却速度で800℃に降温した。更に、800℃に降下した後、同温度に正確に20分間保持した。20分間経過後、自然冷却により室温近傍の温度迄冷却した。

【0039】活性層(104)の成膜温度(830℃)より高温(1100℃)の環境下での保持過程を経過した後、冷却された発光部を断面TEM法により観察した。図7に高分解能モードで撮像された発光部のTEM像を模式的に示す。結晶体(107)の多くは窒化ガリウム(109)の表面上に在り、相互に融着を繰り返して外形を大となしたと想像される結晶体(117)も存在した。結晶体の融合が特に、顕著に進行したと推定される一部の領域では、半ば層状に重層した結晶体(124)も確認された。

【0040】形成した積層体を用いて発光ダイオード(LED)を作製した。n形電極(126)は電極を形成する予定の領域に在る上記の積層体の一部を深さ方向にエッチング除去して、露呈したn形窒化ガリウム(GaN)からなる下地層(109)の表面上に形成した。一方、p形電極(119)はコンタクト層(106)上に形成した。図8にLEDの断面模式図を示す。作製したLEDに順方向に5ボルト(V)程度の電圧を印加して20~30ミリアンペア(mA)の順方向の電流を流通したところ青色の発光が得られた。発光スペクトルの中心波長は、445nmであった。半導体素子封止用の一般的なエポキシ樹脂でモールドした後に測定した発光出力は、約1.0ミリワット程度であった。発光出力は直径2インチのウェハの周縁より約7mmより内側(中央部)の領域に作製された、約8000個の内の約6000個の良品LEDに於いて、最小で0.8mWで、最大1.2mWとなった。発光出力は $1.0 \pm 2.0\%$ となった。本実施例に記載した本発明に係わるLED

から放射される青色発光スペクトルの半値幅は、従来のLEDのそれに比べ、約1/2の30nm程度と大幅な改善が達成された。

【0041】上記した成長条件並びに操作条件に従い、上記LED用途のウェハ(積層体)成長を5回反復した。図9及び図10は各ウェハから作製された青色LEDの代表的な発光スペクトルを羅列したものである。これらの発光スペクトルは上記のn形及びp形電極間に順方向に20mAの電流を流通して測定された。発光の中心波長はウェハ間で平均して448nmであった。発光中心波長(121)の均一性は $448 \pm 5 \text{ nm}$ であった。発光スペクトル上の一つの特徴点は、約430nm近傍の長位置に副次的なピーク(123)が存在することであった。これは、母体層内に混在する亜鉛に関連する発光中心からの青色帯発光に起因するものと解釈された。この副次的なピークの存在により発光スペクトルの半値幅(122)は拡張したものとなったが、図9に掲示する如く半値幅は平均して32nmであり、最小は30nmであり最大は35nmであった。順方向電流値を20マイクロアンペア(μA)程度と極端に小とした場合でも、発光スペクトル上に他の波長位置、例えば、波長500nm近傍の緑色帯域に微弱ながら発光スペクトルが出現することは殆どないのが認められた。しかし、この低順方向電流に於ける発光は青色帯の主発光スペクトルの強度に比較すれば約1/100以下の微弱なものであった。

【0042】(比較例)基板として実施例1記載のサファイアC面を用い、この基板表面上に実施例に記載の成長条件及び成長操作に倣い、アンドープ窒化ガリウム(GaN)からなる低温緩衝層を堆積した後、珪素(Si)をドーピングしたn形の窒化ガリウム層を下地層として形成した。

【0043】然る後、成長温度を1100℃から上記実施例と同じく830℃に降温させた。基板の温度が安定するのを見計らった上で、インジウム組成比を6%とする窒化ガリウム・インジウム混晶層の成長を開始した。実施例に記載したガリウム及びインジウムのIII族原料の供給を12.5分間に亘り継続して、層厚を約50nmとする層状の活性層(104)となした。活性層(104)の表面には、インジウムの液滴の発生に起因すると推察される、鋭利な凹凸ではないものの曲面的な起伏を有する円形状の突起が多数認められた。この層状の活性層(104)の形成時には、その開始時より実施例に記載したジシランガスとジェチル亜鉛を利用して珪素と亜鉛のドーピングを施した。これらのドーピングガスの供給条件は実施例と全く同一とした。即ち、窒化ガリウム・インジウム混晶活性層(104)の形成を実施した12.5分間の間に、ジシランについてはその流量を毎分20ミリリットルに、ジェチル亜鉛ガスについては毎分40ミリリットルに維持した。これより、活性層

(104)の層厚方向に珪素と亜鉛を均質に分布させた。発光層の構成に関する実施例との相違点は、発光層が実施例の如く結晶体と母体層との複数相から構成されているのではなく、単一(単独)相から構成されている点であって、尚且、珪素と亜鉛を均等に分布させていることである。要約すれば、本比較例に係わる活性層の構成は、従来例の如くドナー及びアクセプター不純物のドーピング様式を備えた均一相からなる従来の活性層である。

【0044】活性層のインジウム組成比を、室温のフォトルミネッセンス(PL)スペクトル上に出現するとされる近紫外帯域のスペクトルから判定しようと試行した。しかし、窒化ガリウム・インジウム混晶に関連されるピークは、波長約370~約410nmの近紫外帯には明瞭に検出されず、フォトルミネッセンス(PL)スペクトルからはインジウム組成比を求めるのは困難であった。この原因としては、(i)活性層表面が円形状突起の発生のために粗雑である、(ii)珪素等のドナー不純物が単独で存在している際には、明瞭に出現するピークが亜鉛の混在により消衰する、(iii)発光層の層厚がフォトルミネッセンス測定には不適(層厚過大)である、或いは他の要因が考慮されたが特定されるに至らなかった。このため、別の方策としてSIMS分析によりガリウムとインジウムのイオン強度を計測して、その強度比からインジウム組成比を算出した。イオン強度も測定位置に依存して大きく変化し、インジウムの液滴の存在を示すと考慮されるインジウムイオンの信号のみが取得される領域も認められた。ガリウムとインジウムのイオン信号が同時にカウントされる領域での両イオンの強度比から算出したインジウム組成比を平均すれば、約0.05程度であった。

【0045】実施例に従い成長温度を1100℃に昇温して変更した上で、活性層上には、実施例1同様にp形の窒化アルミニウム・ガリウム混晶からなる上部クラッド層にp形の窒化ガリウム(GaN)からなるコンタクト層を、順次積層させた。実施例に記載の過程を模して冷却後、薄片をアルゴンイオンを利用したイオンシンキング法により作製して、透過型電子顕微鏡を利用して発光層の構成を観察した。断面TEM法で撮像されたほぼ並列して均等に配列した格子像から判断しても、本比較例の発光層は明らかに層状の物質から構成されるものであった。また、p形上部クラッド層と発光層の下部のn形窒化ガリウム層とは、発光層を介して明らかに空間的に分離されており、発光層の上下に配置された層が相

互に接合されていることはなかった。即ち、本比較例に示す活性層に係わる接合構成は、活性層の介在によりその上下の層が層間分離されている従来の様式のものであった。

【0046】本比較例で得た積層体を使用して、実施例に記載と同一のLEDを作製した(図9参照)。直径2インチのウェハのほぼ全面に構成された約12,000個のLEDの特性をプローバーにより検査した。検査条件は順方向電圧を4.5Vとし、順方向電流を20mAとした。LEDからの発光色は不均一であり、LEDに依って青色、青緑色、緑色から黄色、赤色と様々であった。正常なpn接合が具備されていれば顕現されるはずの整流特性を呈さず、発光を生じない素子も数量にして全体の約15%達していた。順方向電流を20mAと設定した場合、検査対象総数の約30%に相当するLEDのみが発光波長を約460~約480nmとする青(青緑)色発光を呈した。とは云え青色帯の発光強度は実施例に比して総じて低く、最大でも約0.6mW程度に留まった。これは、発光層にインジウムを亜鉛とが混在している発光層であっても、インジウムが混晶を形成するにたり程過多に存在すると、発光強度の増大にはかえって効果を及ぼさないことを教示している。青色を呈するLEDであっても、順方向電流値によって主発光波長が移行する現象が認められた。例えば、順方向電流が20μAと低い場合は波長510nmとする緑色帯域のスペクトルが出現し、波長460nm近傍の青色発光スペクトルが出現しないが、通常のLEDの動作電流の範囲にある20mA流通時には、発光の主スペクトルは逆転して波長460nm近傍の青色帯に移行した。即ち、順方向電流(動作電流)に依存して発光波長(発光色)が変動する単色発光特性の発現の安定性に欠けるものとなった。中心発光スペクトルの半値幅は、発光中心波長が順方向電流値に依存して変化するため特定出来かねるが、中心波長を約460nmとする青色帯発光スペクトルについては平均して約50nmであった。表1に青色帯発光を呈する本比較例のLEDと上記の実施例に係わるLEDとの特性、特に主要な特性の関する均一性について揭示する。本比較例に係わる従来の構成の発光層を有するLEDは、本発明に係わる複数の相からなる発光層を具備したLEDに比較すれば、発光波長並びに発光中心スペクトルの半値幅の均一性に特に劣るものとなった。

【0047】

【表1】

10

20

30

40

活性層（発光層）の相構成		2相（本発明）	単一相（従来例）
明細書の記載箇所		実施例	比較例
特性項目	平均発光中心波長（ λ ）（nm）	448	460～480, 510他
	波長（ λ ）の均一性（nm）	$\lambda \pm 5$	動作電流依存性大
	発光波長の順方向電流依存性	殆ど無し	大
	スペクトル平均半値幅（nm）	30	（一例）50
	半値幅の範囲（nm）	32～35	45～72
特記事項		① λ 及びWの安定性に優れる。	①順方向電流値の増加により、 λ が緑色帯より青色帯にシフト。 ②pn接合特性不良多発

【0048】

【発明の効果】安定形成に難があるインジウム濃度が均一でドナー、アクセプター不純物を均一に分布させた均質な単一相からなるIII族化合物半導体層を活性層（発光層）として取って採用せずとも、結晶体と母体層とを分割した複数の相からなる活性層（発光層）の採用により、特性に優れる素子を安定して得ることが可能となる。発光素子にあっては、本発明の効果は特に次の発光特性の向上となって顕現される。（1）発光中心波長の再現性、（2）発光中心波長の均一性、（3）発光スペクトル半値幅の均一性、（4）発光スペクトル半値幅の縮小、（5）単色化及び良品素子収率の向上等である。

【図面の簡単な説明】

【図1】従来の青色LEDの断面構造を示す模式図である。

【図2】従来の青色LEDからの発光スペクトルを示す図である。

【図3】本発明に係わる活性層の断面の構成例を模式的に示す図である。

【図4】図3に示す活性層の平面模式図である。

【図5】本発明に係わる活性層の構成要素である結晶体が、高温環境での熱履歴を経た後に外形に変形を来す模様を説明するための図である。

【図6】本発明に係わる活性層をMOCVD法で得るに当って、III族元素原料並びにドーピングガスの流通状況の一例を示す図である。

【図7】実施例に係わる活性層にあって、結晶体が変形を被る模様を活性層に関する接合構成と併せて示す模式図である。

【図8】本発明に係わるLEDの断面模式図である。

【図9】本発明に係わる代表的な発光スペクトルを示した図である。

【図10】本発明に係わる発光スペクトルの他の例を示した図である。

【符号の説明】

(101) 基板

(102) 低温緩衝層

(103) 下部クラッド層

(104) 活性層

(105) 上部クラッド層

(106) コンタクト層

(107) 本発明に係わるインジウムを含有する結晶体

(108) 結晶体より電子親和力を小とするIII族窒化物化合物半導体から構成される母体層

(109) 下地層

(110) 明視野透過電子顕微鏡観察により確認される格子像

(111) 外形を略球状とする結晶体

(112) インジウム源が流通されている状態にあることを表す線図

(113) ガリウム源が流通されている状態にあることを表す線図

(114) III族元素原料の供給を停止することにより成長が中断される期間を表す。

(115) 亜鉛等のアクセプター不純物のドーピング源が流通されている状態にあることを表す線図

(116) 珪素等のドナー不純物のドーピング源が流通されている状態にあることを表す線図

(117) 高温環境への暴露により、融着して形状が大きくなった結晶体

(119) n形電極

(120) p形電極

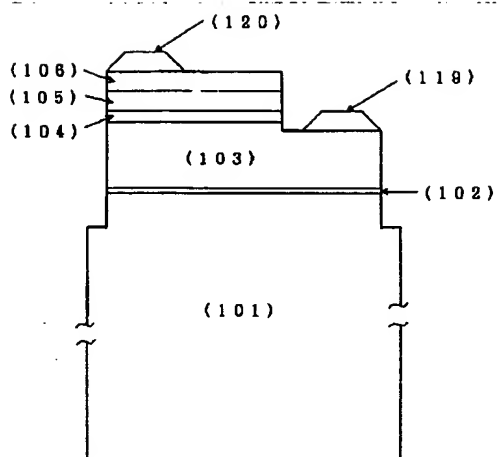
(121) 発光中心波長

(122) 主発光スペクトルの半波値

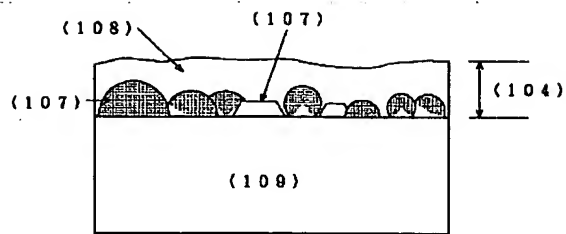
(123) アクセプター不純物からの発光に起因する副次的なスペクトル

(124) 層状に重層した結晶体

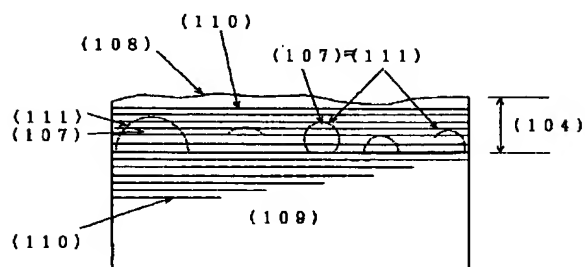
【図1】



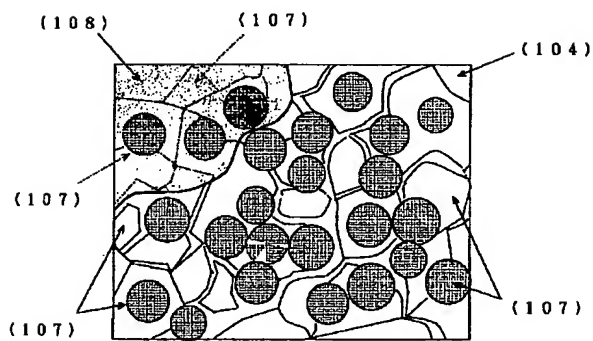
【図3】



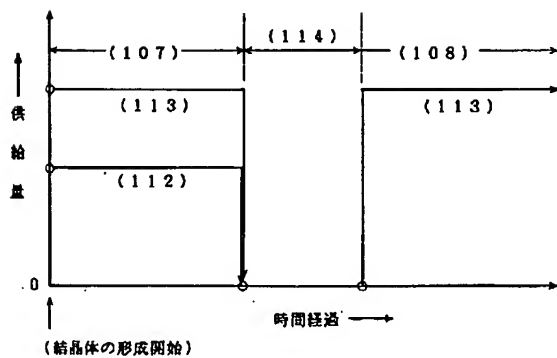
【図5】



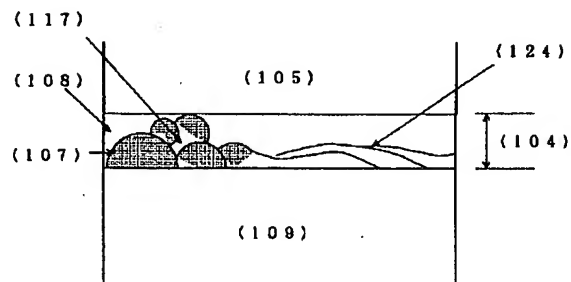
【図4】



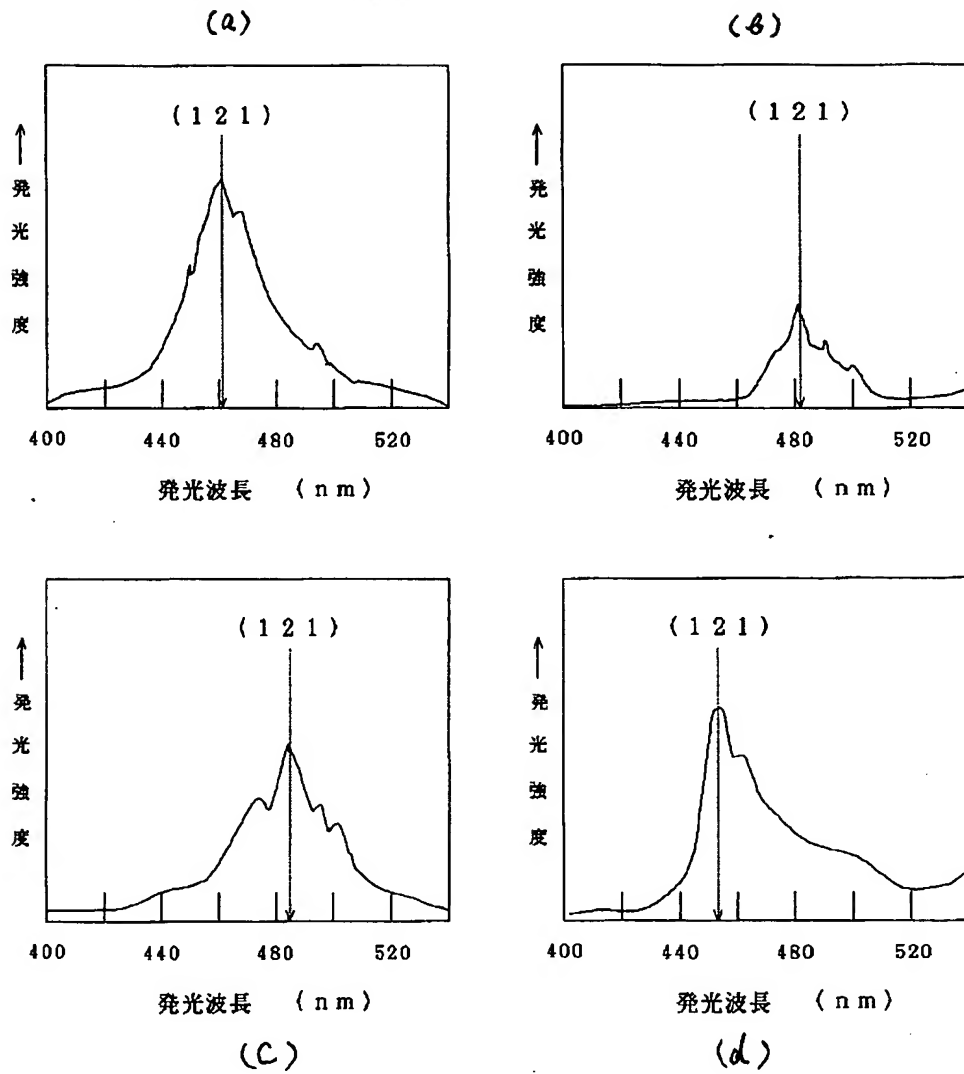
【図6】



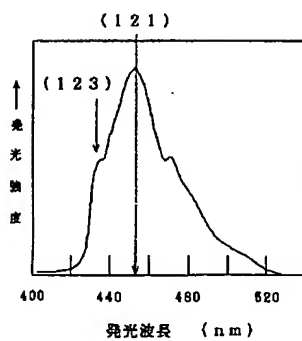
【図7】



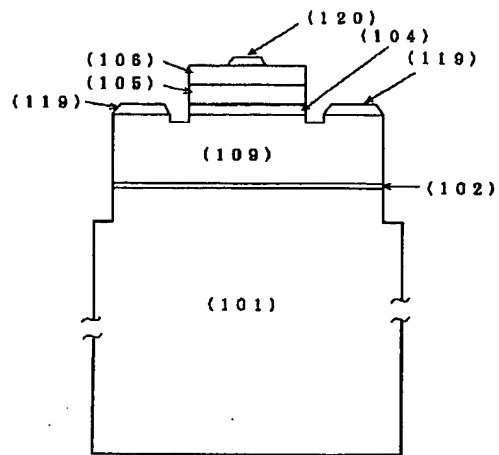
【図2】



【図10】



【図8】



【図9】

